

Print

JAPTO

(19) 日本国特許庁 (J P)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平9-87805

(43) 公開日 平成9年(1997) 3月31日

(51) Int.Cl. <sup>8</sup>	識別記号	序内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z
C 2 1 D 8/02		9270-4K	C 2 1 D 8/02	A
C 2 2 C 38/44			C 2 2 C 38/44	
F 1 6 C 33/12		7123-3J	F 1 6 C 33/12	A
// F 1 6 F 1/02			F 1 6 F 1/02	A N1
審査請求 未請求 請求項の数3 O L (全 7 頁)				

(21) 出願番号 特願平7-247662

(22) 出願日 平成7年(1995) 9月26日

(71) 出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72) 発明者 福井 清

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住

友金属工業株式会社内

(74) 代理人 弁理士 森 道雄 (外1名)

(54) 【発明の名称】 高炭素薄鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 C量が共析から過共析の範囲 (0.75~1.00%) のCrを含む薄鋼板であって、精密打抜き性にすぐれ、調質後の耐摩耗性や耐ころがり疲れ性の良好な鋼板およびその製造方法の提供。

【解決手段】 重量割合にてC: 0.75~1.00%、Si: 0.05~0.35%、Mn: 0.10~0.60%、P: 0.02%以下、S: 0.01%以下、Cr: 0.50~1.00%、Ni: 0.50~2.00%、Al: 0.10%、O: 0.0015%以下、Mo: 0.5%以下を含み、残部が実質的にFe及び不可避免的合金成分から成り、平均粒径 0.5~2.0 $\mu$ m のセメンタイトの分散したフェライト組織であることを特徴とする高炭素の薄鋼板。その製造方法は、熱間圧延の仕上げおよび巻取り温度を規制し、球状化焼鈍として 730~800℃の温度範囲にて焼鈍をおこなうか、熱間圧延後20%以上の冷間加工を施し、650~800℃の温度範囲にて焼鈍する。

1

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】重量割合にてC:0.75~1.00%、Si:0.05~0.35%、Mn:0.10~0.60%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、Cr:0.50~1.00%、Ni:0.50~2.00%、Al:0.10%以下、O:0.0015%以下、Mo:0.5%以下を含み、残部が実質的にFe及び不可避免的合金成分から成り、平均粒径0.5~2.0 $\mu$ mのセメントタイトの分散したフェライト組織であることを特徴とする高炭素薄鋼板。

【請求項2】請求項1に記載の化学組成の鋼を、仕上げ温度を820~900℃として熱間圧延し、550~650℃の温度範囲で巻取った後、温度T(℃)および時間t(h)が下記の式①および式②で示される範囲で均熱し、次いで600~680℃の範囲の温度までの冷却速度を15℃/h以下とする焼鈍をおこなうことを特徴とする、請求項1に記載の高炭素薄鋼板の製造方法。

$$730 \leq T \leq 800 \quad \text{①}$$

$$800 - T \leq 167 \times \log t \leq 1000 - T \quad \text{②}$$

【請求項3】請求項1に記載の化学組成の鋼の熱延コイルを圧下率20%以上で冷間圧延した後、温度T(℃)および時間t(h)が下記の式③および上記の式②で示される範囲で均熱し、600~680℃の範囲の温度までの冷却速度を15℃/h以下とする焼鈍をおこなうことを特徴とする請求項1に記載の高炭素薄鋼板の製造方法。

$$650 \leq T \leq 800 \quad \text{③}$$

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は刃物、ばね、クラッチ、軸受けなどに使用される、Crを含む高炭素の薄鋼板に関する。

## 【0002】

【従来の技術】大きな接触面圧を受ける用途に耐える鋼としてJIS-G-4805に規定される高C高Crの軸受鋼が規定されている。みがき特殊鋼帯ないしはそれに類する薄鋼板においても、ギヤ、スプロケット、あるいは刃物用など、とくに摺動による摩耗やころがり疲れによるフレーキングが重視される用途に、C量が共析(約0.75%)から過共析に至る組成のこの軸受鋼相当の高炭素のCr添加鋼が適用される。

【0003】素材が薄鋼板である場合、ことに軟鋼においては、打抜き、曲げ、絞り、張り出し、などの塑性変形を種々組合せてプレス成形する技術が長足の進歩をとげ、様々な複雑かつ精密な形状が切削を用いずに作られるようになってきた。しかし上記のようなC量が高い薄鋼板では、焼鈍状態でも塑性加工の変形能が低く、合理的な量産方法であるプレス加工の適用は容易でない。

【0004】このため、一般には、切削加工して目的形状にすることが多く、成形後、焼入れ焼戻しなどの熱処理により所要の硬さに調質する。また、C量の低い鋼板を用いてプレス加工後、浸炭処理をして表面のC量を高

2

め、目的とする耐摩耗性や耐ころがり疲労性を得ていることもある。このような切削加工による方法も、プレス加工後浸炭する方法も工数のかかる方法であるが、もし目的の組成の鋼がある程度の加工に耐える変形能を有しておれば、形状によってはプレス加工法の適用が可能になる。たとえば、ギヤやスプロケットなどであれば、歯の形状などを精密打抜き法により最終形状に加工できる。通常の打抜きに比して、精密打抜きはポンチとダイスのクリアランスを小さくし、フランジ部をクランプしてダイス内への材料の流入を抑え、さらに逆抑え用のポンチを配備し、剪断面の静水圧を高めて打抜きをおこなうものである。その結果、打抜き端の破断面比率が0%となり、切削加工したものと同等の端面が得られる。

【0005】このような用途の部品では、調質後の耐摩耗性や耐ころがり疲れ性からC量およびCr量等が限定され、さらに、調質後の組織として、焼戻しマルテンサイトの地の中に、適度の大きさの球状化セメントタイトが均一に分布していることが要求される。そこで、加工素材としての薄鋼板も、球状化セメントタイトの形状を整えておく必要があり、その上で所要の加工性を有することが好ましい。

【0006】最終用途を配慮して、その組成と組織を調整し、それに必要な加工に耐えるよう加工性を向上させるということは、素材に要求される課題であるが、このような高炭素薄鋼板において、これらの要求が必ずしも十分対処されているとはいえない。

## 【0007】

【発明が解決しようとする課題】本発明の目的は、C量が共析から過共析の範囲(0.75~1.00%)の、Crを含む薄鋼板にて、精密打抜き性にすぐれ、調質後の耐摩耗性や耐ころがり疲れ性の良好な鋼板およびその製造方法を提供することにある。

## 【0008】

【課題を解決するための手段】本発明者は、Crを含む過共析の高炭素薄鋼板に関し、加工用の素材として精密打抜き性が良好で、かつ焼入れ焼戻しの調質後は、とくに耐ころがり疲れ性にすぐれた、ギヤや軸受け部品用の鋼を得るための製造方法を検討した。

【0009】薄鋼板の加工性からは、CおよびCrは低い方が望ましいが、その用途が高C高Crの軸受鋼と同等の性能を必要とするのであれば、C:0.95~1.10%でCr:0.90~1.60%となる。しかし肉厚の薄い部品の場合、面圧は多少緩和されることおよび熱処理の寸法効果が小さいことから、許容できる限界として、C:0.75~1.00%、Cr:0.50~1.00%の範囲であれば十分なので、この範囲の組成の鋼を対象に最終熱処理後の性能と、その前の加工性、とくに精密打抜き性との両立可能な条件を種々調査した。

【0010】通常、打抜きの工具寿命の点からは、加工用素材の硬さは低い方がよく、そのためには、球状化し

たセメンタイトは粗大であること、すなわちセメンタイト粒子の平均間隔が大きいことが好ましい。また、素材の伸びの点では、セメンタイト粒子が適度の大きさに均一に分散している必要がある。これらの点に加えて精密打抜きにおいては、打抜き方向と直角の、板面に平行な端面割れが発生しやすい。この端面割れの防止には、材料としてある程度の延性が必要であり、さらに、打抜き時歪みが剪断面へ集中するので、加工硬化性の低い材料がよいと推定された。そこで、高速変形時の加工硬化におよぼす材料の要因を調べた結果、セメンタイトを粗大化させることの他、Niの添加も加工硬化の緩和に有効であることがわかった。

【0011】一方、成形加工後調質熱処理された鋼中のセメンタイトの分布状態は、熱処理前の状態に大きく支配され、しかも、その鋼の耐ころがり疲れ性に大きく影響し、粗大なセメンタイトはフレーキング発生までの寿命を短くする。したがって、このような高炭素薄鋼板の球状化セメンタイトの分布は、材料の加工性と、熱処理後の性能とが両立する、ある範囲に限定されなければならない。

【0012】そして、そのような球状化セメンタイトの分布と、所要の性能を有する高炭素薄鋼板は、所定組成の鋼を熱間圧延と焼鈍、または熱間圧延後、冷間圧延と焼鈍との適切な組合せによる製造方法で得られることを知って本発明を完成した。本発明の要旨は次のとおりである。

【0013】(1) 重量割合にてC:0.75~1.00%、Si:0.05~0.35%、Mn:0.10~0.60%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、Cr:0.50~1.00%、Ni:0.50~2.00%、O:0.0015%以下、Mo:0.5%以下を含み、残部が実質的にFe及び不可避免的合金成分から成り、平均粒径0.5~2.0 $\mu$ mの球状化セメンタイトの分散したフェライト組織であることを特徴とする高炭素薄鋼板。

【0014】(2) 上記組成の鋼スラブにより仕上げ温度を820~900℃として熱間圧延し、550~650℃の温度範囲で巻取った後、温度T(℃)および時間t(h)が下記の式①および式②で示される範囲で均熱し、次いで600~680℃の範囲の温度までの冷却速度を15℃/h以下とする焼鈍をおこなうことを特徴とする、(1)に記載の高炭素薄鋼板の製造方法。

【0015】

730 $\leq T \leq 800$  . . . . . ①

800-T $\leq 167 \times \log t \leq 1000-T$  . . . . . ②

(3) (1)に記載の組成の鋼スラブによる熱延コイルを、圧下率20%以上の冷間圧延後、温度T(℃)および時間t(h)が下記の式③および上記の式②で示される範囲で均熱し、600~680℃の範囲の温度までの冷却速度を15℃/h以下とする焼鈍をおこなうことを特徴とする、(1)に記載の高炭素薄鋼板の製造方法。

【0016】

650 $\leq T \leq 800$  . . . . . ③

なお、本発明の鋼およびその製造方法は、化学組成とそのセメンタイトの分布を規制するものであり、これらに影響をおよぼさない範囲であれば、精密打抜きに先立って鋼板の板厚精度向上や表面性状改善のために表面を研削したり、冷間圧延をおこなったり、さらには歪み取り焼鈍をおこなってもよい。

【0017】

10 【発明の実施の形態】本発明の薄鋼板における化学組成、組織および製造条件の限定理由を以下に説明する。

【0018】(A) 化学組成および組織

(1) C

熱処理後の硬さ、耐摩耗性および耐ころがり疲れ性を十分維持するために、Cの含有量を0.75%以上とする。しかし、多くなると精密打抜きの端面割れ発生を抑制できなくなるので、上限は1.00%までとする。

【0019】(2) Si

20 Siは、脱酸作用があり、耐ころがり疲れ性を阻害する鋼中酸素量の低減に有効なので、0.05%以上含有させる。しかし、多くなると鋼を硬くし精密打抜きの際に端面に割れを生じやすくなることから、その上限は0.35%である。

【0020】(3) Mn

MnはSによる熱間脆性を抑止し、焼戻し温度を高めて韌性の向上や耐ころがり疲れ性を改善する効果があるので、0.10%以上含有させる。しかし、過剰の添加は球状化焼鈍後の硬さを十分低くできなくなるので、その含有量は0.60%までとする。

30 【0021】(4) P

Pはフェライト粒界やセメンタイト-フェライト界面に偏析し、打抜き時の端面割れを発生させる原因となり、また、調質後の耐ころがり疲れ性を悪くするので、少なければ少ないほどよい。顕著な影響をおよぼさない限界として、0.02%以下とするが、望ましいのは0.015%以下である。

【0022】(3) S

40 Sは鋼中で非金属介在物を構成し、加工の際の割れの起点となり、また耐ころがり疲れ性を低下させるので、少なければ少ないほどよい。顕著な影響をおよぼさない限界として、0.01%以下とするが、望ましいのは0.005%以下である。

【0023】(4) Cr

Crは、焼入れ性向上の他、焼入加熱中のセメンタイトの分解を抑制し、マルテンサイト中にセメンタイトを安定して分散させるのに有効であり、さらにすぐれた韌性と耐ころがり疲れ性の向上に有効な成分である。このため、0.50%以上を添加する。しかし、過度に添加すると精密打抜き性を阻害するので、その上限は1.00%とする。

50 【0024】(5) Ni

Niは、精密打抜き時の端面破断防止には有効であり、そのために0.50%以上添加する。しかし過度に添加してもその効果は飽和し、コスト上昇を招くことから、添加量の上限を2.00%とする。

#### 【0025】(6) Al

AlはSi添加や溶鋼真空処理など他の方法で、十分脱酸がおこなわれるならとくには添加を必要としないが、脱酸の目的に添加する場合は、0.10%までを限度に含有させる。0.10%を超えて添加しても、効果は飽和し、鋼を硬くして精密打抜き性を悪くする傾向がある。

#### 【0026】(6) O (酸素)

OはSと同様鋼中で非金属 inclusion を形成し、とくに耐ころがり疲れ性を低下させるので極力低減する必要がある、少なければ少ないほどよい。顕著な影響をおよぼさない限界として、0.0015%以下とする。

【0027】なお、本発明鋼ではとくには規制しないが、鋼の脱酸を目的に0.10%以下のAlを含有させてもよい。

#### 【0028】(7) Mo

Moは添加しなくてもよいが、精密打抜き時の端面われの抑止に有効であり、調質後の耐ころがり疲れ性向上にも効果があるので、必要に応じ添加する。その効果を得るには0.1%以上含有させることが好ましいが、過剰に添加すると逆に打抜き時の端面われを多くするので、含有量の上限を0.5%とする。

#### 【0029】(8) セメント粒子の粒径

本発明鋼において、鋼中に分布する球状化セメント粒子の大きさは極めて重要である。セメント粒子が小さすぎる場合、通常の条件にて熱処理した後の耐ころがり疲れ性がよくない。これは熱処理の加熱の際、オーステナイト中への固溶C量が多くなりすぎ、焼き入れた時に残留オーステナイトが生じたためではないかと思われる。耐ころがり疲れ性を劣化させないセメント粒子としては、平均粒径を0.5 $\mu$ m以上とする必要がある。

【0030】精密打抜きの加工性、ことに工具寿命に対してはセメント粒子は大きい方が良好である。しかし、大きすぎると打抜き時の端面割れの発生頻度が高くなる傾向があり、その上フレーキング発生までのころがり疲れ寿命が低下してくる。

【0031】これらの点から、セメント粒子の平均粒径は2.0 $\mu$ m以下にすべきであり、望ましいのは1.0 $\mu$ m以下である。

【0032】このように、精密打抜きの加工性と熱処理後の耐ころがり疲れ性が両立する限界として、セメント粒子の平均粒径の範囲を0.5～2.0 $\mu$ mとする。

#### 【0033】(B) 製造条件

##### (1) 熱間圧延

本発明鋼の球状化したセメント粒子を得る製造方法として、熱間圧延板を酸洗しそのまま焼鈍する方法と、冷間圧延後焼鈍する方法とがある。前者の場合は、焼鈍前の

熱延板のセメント粒子の分布状態に大きく影響を受けるので、熱間圧延条件を十分管理する必要がある。この場合仕上げ圧延温度範囲を820～900℃、巻取り温度範囲を550～650℃とする。

【0034】この仕上げ温度を規制する理由は、820℃を下回る場合、粗大な初析セメント粒子が生じ、焼鈍後に粗大なセメント粒子となり精密打抜きの際の端面われを生じやすくなるためであり、900℃を超える場合、球状化焼鈍後もパーライトが残りやすく、球状化率が低下するためである。また、巻取り温度を上記範囲に規制するのは、650℃を超える場合も仕上げ温度の高すぎと同様に焼鈍後の球状化率が不十分になり、550℃を下回るとなると熱延板が硬化し、酸洗作業時にコイルに割れが発生するなるためである。

##### 【0035】(2) 冷間圧延

熱延後の鋼板のセメント粒子の形態は、熱延条件の影響を大きく受け、これをそのまま球状化焼鈍しても、本発明鋼に必要なセメント粒子の分布は容易には得られないことがある。その場合、熱延条件の影響を排除し、セメント粒子の形状を整えて十分な球状化を得るためには、焼鈍前に冷間圧延をおこなう。この冷間圧延の圧下率は、少なくとも20%あればこの目的は達成され、さらに大きな圧下を加えても差し支えないが、材料が硬化し圧延困難となるので、自ずから限定される。したがって、50%位までが適当である。焼鈍前に冷間圧延をおこなう場合は、熱間圧延条件とはとくには規制しないが、(1)に示した条件で熱間圧延をおこなったものを用いて、この冷間圧延を施す方法を適用する場合には、より一層均一な球状化セメント粒子の分布を実現できる。

##### 【0036】(3) 焼鈍条件

熱間圧延条件により調整された鋼中のセメント粒子、または冷間圧延により破壊された鋼中のセメント粒子を、本発明鋼で定める状態に分布させるため以下の条件で焼鈍をおこなう。すなわち均熱温度をT(℃)、均熱時間をt(h)としたとき

$$800 - T \leq 167 \log t \leq 1000 - T \quad \text{②}$$

を満足する範囲とし、Tは熱間圧延後焼鈍する場合は、 $730 \leq T \leq 800$  ①

冷間圧延後焼鈍する場合は、

$$650 \leq T \leq 800 \quad \text{③}$$

の範囲とする。均熱後680～600℃までは15℃/h以下の冷却速度で徐冷する。

【0037】このように、均熱の温度と時間を式②により規制するのは、均熱温度が低い場合は時間を十分取る必要があり、均熱温度が高い場合は短時間で十分で、時間を長くしても効果が変らないためである。熱間圧延後の焼鈍では、セメント粒子を一部固溶させて球状化を促進させるため、均熱の下限温度をA<sub>ci</sub>点以上、すなわち730℃以上とする。冷間加工後の焼鈍ではセメント粒子の再固溶は必ずしも必要とはしないので下限温度は650℃

である。どちらの場合も、均熱温度が高すぎるとセメントタイトの再固溶量が増し冷却時バーライトがでてくるので、上限温度を800℃とする。

【0038】また、均熱後の冷却は、球状化を十分おこなわせ、できるだけ硬さを下げ、延性を改善するため、680～600℃までは15℃/h以下の冷却速度で徐冷する。この温度範囲以下での冷却はとくに規制せず速くてもよい。このように、徐冷を必要とする温度の下限の範囲が広いのは、コイルの状態で焼鈍する場合、コイルの部位により温度が異なり、一定温度での管理が困難なためである。なお、本発明のこの焼鈍条件は、いわゆる箱焼鈍法で焼鈍を実施すれば、実現は容易である。

【0039】上記の冷間圧延とその後の焼鈍は、熱間圧延後、通常は1回おこなえば目的とする大きさのセメントタイト粒子の分布が得られるが、もし1回で所要の状態が得られない場合、2回以上繰り返し実施することにより、確実に本発明で規定する大きさのセメントタイト粒子の鋼を得ることができる。

【0040】

【実施例】表1に示すA～Nの14種の鋼スラブから熱延鋼板を製造し、脱スケール後、一部の鋼については25%の冷間圧延を施し、表2に示す焼鈍条件で球状化焼鈍した。冷間圧延は、熱間圧延ままの状態でおこなう場合\*

表

\*を一次冷圧、熱延鋼板を焼鈍後、冷間圧延する場合を二次冷圧と区分し表中に示した。得られた鋼板により引張試験、および精密打抜試験をおこなった。打抜試験は、100tの油圧プレス機に精密打抜き用金型を設置し、図1に示す4段階に曲率の異なるコーナーを有する正方形の試験片を打抜いて、コーナー端面に破断が生じない最小曲率を比較した。この結果を表2に併記する。さらに球状化焼鈍した鋼板により、表3に示す条件で焼入・焼戻したときの耐ころがり疲れ性の評価を行い、結果を表中に併記した。この時の耐ころがり疲れ性は、直径60mmの試験片により、概念的に図2に示すようなスラスト式転動疲労試験機を用い、接触面圧：560kgf/mm<sup>2</sup>、回転速度：1860rpm、潤滑油は日本石油 #60スピンドル油使用の条件でフレーキング発生までの回転数を計測した。この耐ころがり疲れ性の耐久性評価は、19個の試験片について試験をおこない、これらをフレーキング発生までの回転数の順にならべて、発生確率20%としては少ない方から4番目の試験片の回転数を、発生確率80%には16番目の試験片の回転数を表示した。いずれも回転数の多いほど耐久性は良好である。これらの結果を表3に示す。

【0041】

【表1】

鋼番号	化学組成 (%) (残部：不可避的不純物およびFe)											摘要
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	N	O	
A	0.56	0.18	0.48	0.012	0.006	0.96	0.69	-	0.05	0.0050	0.0008	比較例
B	0.78	0.20	0.45	0.011	0.005	0.98	0.60	-	0.05	0.0054	0.0012	本発明例
C	1.05	0.19	0.39	0.012	0.004	0.95	0.64	-	0.04	0.0048	0.0011	"
D	1.32	0.19	0.45	0.009	0.006	0.98	0.68	-	0.03	0.0037	0.0012	比較例
E	0.85	0.18	0.47	0.008	0.003	0.38	0.40	-	0.04	0.0049	0.0001	"
F	0.84	0.19	0.46	0.012	0.006	0.78	0.64	-	0.05	0.0050	0.0012	本発明例
G	0.86	0.20	0.45	0.011	0.005	1.68	0.88	-	0.05	0.0054	0.0011	"
H	0.85	0.18	0.39	0.012	0.004	2.25	0.57	-	0.04	0.0048	0.0011	比較例
I	0.86	0.19	0.45	0.009	0.006	0.98	0.43	-	0.03	0.0037	0.0009	"
J	0.89	0.18	0.37	0.008	0.003	0.98	0.66	-	0.04	0.0049	0.0008	本発明例
K	0.88	0.20	0.48	0.013	0.004	0.94	0.85	-	0.03	0.0036	0.0011	"
L	0.88	0.20	0.38	0.013	0.004	0.94	1.24	-	0.03	0.0036	0.0012	比較例
M	0.88	0.20	0.38	0.013	0.004	0.94	0.67	0.16	0.03	0.0036	0.0014	本発明例
N	0.88	0.20	0.38	0.013	0.004	0.94	0.68	0.43	0.03	0.0036	0.0013	"

\*は本発明範囲から外れることを示す。

【0042】

※ ※【表2】

表 2

試験 番号	鋼 番 号	熱 延		一 次 冷 延 (%)	焼 鈍		二次冷延・焼鈍		※1 セメン タイト 粒径 ( $\mu\text{m}$ )	引 張 試 験 結 果			※2 精密打抜 限界曲率 半径 (mm)	摘 要	
		仕上 温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	巻取 温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )		温 度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	時 間 (h)	冷 延 率 (%)	焼鈍 温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )		焼鈍 時間 (h)	Y P ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	T S ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )			伸び (%)
1	*A	820	600	-	760	8	-	-	0.9	448	562	30.3	0.5	比較例	
2	B	800	600	-	*820	6	-	-	* P	450	693	20.1	>5.0	比較例	
3	B	840	600	-	760	8	-	-	1.0	483	604	28.2	<0.5	本発明例	
4	B	825	560	25	700	24	-	-	0.8	461	615	26.8	1.0	本発明例	
5	C	820	580	-	780	6	-	-	1.1	557	743	21.5	1.0	本発明例	
6	*D	840	580	-	780	6	-	-	1.0	729	972	15.4	>5.0	比較例	
7	*E	840	580	25	670	24	-	-	0.6	554	692	25.2	5.0	比較例	
8	F	840	580	25	680	30	-	-	0.8	505	631	26.9	1.0	本発明例	
9	F	840	580	-	760	8	-	-	1.1	468	585	29.0	2.0	本発明例	
10	F	840	580	-	*630	24	-	-	0.4	794	992	14.6	5.0	比較例	
11	G	840	580	-	780	6	-	-	0.8	466	583	29.1	<0.5	本発明例	
12	G	840	580	-	*630	20	-	-	0.7	512	648	30.2	2.0	比較例	
13	G	840	500	酸 洗 工 程 に て 破 断										比較例	
14	G	*780	580	-	760	24	-	-	* P	488	697	20.1	<0.5	比較例	
15	*H	840	580	-	780	8	-	-	0.7	482	578	30.2	2.0	比較例	
16	*I	840	580	-	760	20	-	-	* P	473	674	21.2	>5.0	比較例	
17	J	840	580	-	*810	6	-	-	* P	488	697	20.1	>5.0	比較例	
18	J	840	580	-	780	4	-	-	1.0	409	584	29.1	0.5	本発明例	
19	J	840	580	-	*810	6	25	*810	6	* P	488	697	20.1	>5.0	比較例
20	J	840	580	-	780	4	60	780	4	1.0	409	584	29.1	0.5	本発明例

注) \*印は本発明範囲からはずれることを示す。

※1: 球状化セメンタイトの平均粒径を示す。Pはパーライト。

※2: 端面割れ発生の限界Rを示す。

【0043】

\* \* 【表3】  
表 3

試験 番号	鋼 番 号	熱 延		一 次 冷 延 (%)	焼 鈍		セメン タイト 平均 粒径 ( $\mu\text{m}$ )	熱 処 理			平均 硬度 (HRC)	フレーキング発生 耐久回転数( $\times 10^7$ )		摘 要
		仕上 温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	巻取 温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )		温 度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	時 間 (h)		焼入れ	焼戻 温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	焼戻 時間 (min)		発 生 確 率		
												20%	80%	
21	*A	820	600	-	760	12	1.8	加熱温度 830 $^{\circ}\text{C}$ 加熱時間 20min 焼入れ油 温度 80 $^{\circ}\text{C}$	180	45	60.1	0.18	0.78	比較例
22	B	840	600	-	*630	12	* 0.3		250	"	60.8	0.25	0.83	比較例
23	B	840	600	-	760	8	1.0		230	"	81.2	2.1	5.5	本発明例
24	F	840	580	-	760	8	1.1		210	"	61.4	2.9	6.2	本発明例
25	F	840	580	25	680	30	0.8	焼入れ油 温度 80 $^{\circ}\text{C}$	240	"	60.8	1.8	5.2	本発明例
26	F	840	580	-	*810	12	* P		270	"	59.1	0.97	2.3	比較例
27	*I	840	580	-	760	20	* P		200	"	59.8	0.65	1.2	比較例
28	*I	840	580	-	760	12	1.7		170	"	60.9	0.84	2.4	比較例
29	*L	840	580	-	760	12	* 0.4	焼入れ油 温度 80 $^{\circ}\text{C}$	270	"	61.2	3.8	9.8	比較例
30	*L	840	580	-	760	12	* 0.4		220	"	62.7	4.2	12.1	比較例
31	M	840	580	25	760	12	0.9		240	"	60.8	2.2	6.5	本発明例
32	M	840	580	-	760	12	0.9		280	"	59.8	1.4	5.2	本発明例
33	N	840	580	-	*610	12	* 0.2	焼入れ油 温度 80 $^{\circ}\text{C}$	280	"	60.2	0.94	2.8	比較例
34	N	840	580	25	760	12	0.7		240	"	61.3	2.3	8.7	本発明例
35	N	840	580	-	760	12	0.7		210	"	62.8	3.5	9.5	本発明例

注) \*印は本発明範囲からはずれることを示す。

【0044】本発明で定める化学組成で、かつ平均粒径が0.5~2.0 $\mu\text{m}$ のセメンタイトの分散したフェライト組織である場合、試験番号3、4、5、8、11、18および19等に見られるように、球状化焼鈍後の精密打抜き性にすぐれ、小さな曲率半径においても端面割れが発生しない。また表3の試験番号23、24、25、31、32、34および35では、このような範囲のセメンタイトの平均粒径の鋼は、熱処理後の耐ころがり疲れ性もすぐれた鋼であること示されている。とくに、試験番号3、8、9、23、24、25等から、化学組成およびセメンタイトの平均粒径を本発明範囲とすれば、精密打抜き性および熱処理後の耐ころがり疲れ性とも優れた高炭素薄鋼板の製造が可能であることがわかる。

※【0045】

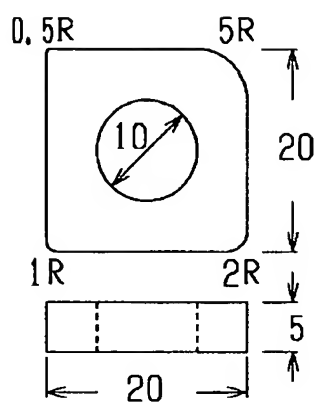
【発明の効果】本発明の高炭素薄鋼板は、精密打抜き性が良好で、かつ焼入れ焼戻し後の耐ころがり疲労にすぐれており、従来プレス打抜き後浸炭、あるいは切削加工後熱処理していたギヤ、スプロケット、刃物等の製造に適用すれば、その製造工程を大きく改善できる。

【図面の簡単な説明】

【図1】鋼板の精密打抜き性の評価に使用する、それぞれ曲率の異なるコーナーを有する試験片を示す図面である。

【図2】ころがり疲れ性の試験をおこなうスラスト式転動疲労試験機の構造を概念的に説明する図面である。

【図1】



【図2】

